

К ВОПРОСУ КОНТАКТНОГО ИЗНАШИВАНИЯ КАРБОНИТРИДНЫХ И КАРБИДНЫХ СЛОЕВ ЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ 35ХГСА И 40Х

¹Учреждение образования «Гомельский государственный
технический университет имени П.О.Сухого»
г. Гомель, Беларусь

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
Юго-западный государственный университет
г. Курск, Россия

В работе приведены результаты исследований стойкости к контактному изнашиванию диффузионно-упрочненных слоев конструкционных сталей 35ХГСА и 40Х при пульсирующем воздействии на поверхность материалов напряжения величиной 1300 МПа. Выявлен механизм разрушения указанных слоев. Определены зависимости, отражающие интенсивность контактного изнашивания. Обоснованы рекомендации применения сталей 35ХГСА и 40Х в качестве материала заменителя стали Х12М для изготовления мелкогабаритного инструмента для холодной объемной штамповки.

The results of studies of resistance to wear contact diffusion-hardened layers 35CrMnSi4 structural steels and 40CrS5 of the cyclical impact on material surface stress value of 1300MPa. The mechanism of destruction of these layers identified. The dependence, reflecting the intensity of the contact wear. The recommendations of application 35CrMnSi4 steels and 40CrS5 as a substitute material for the manufacture of steel X165CrMoV12 small-sized tool for cold forming.

Введение

Материалы, применяемые для изготовления штампового инструмента, должны обладать высокой износостойкостью к циклическим контактными нагрузкам. Наиболее часто для штампового инструмента, испытывающего высокие нагрузки, применяются высоколегированные инструментальные стали Х12М, Х12МФ, Р6М5 и т.д. [1]. Одной из первоочередных задач экономического развития Республики Беларусь является импортозамещение. Т.к. производство высоколегированных инструментальных сталей в РБ отсутствует, то актуальной является задача по поиску возможных материалов со схожими свойствами, выпуск которых налажен в нашей стране. В качестве таких материалов могут быть применены конструкционные легированные

стали. Для формирования заданного градиента свойств по сечению материала и повышения служебных характеристик технологической оснастки и деталей машин широко применяются методы поверхностного упрочнения: цементация и нитроцементация.

В настоящей работе приведены результаты исследований влияния длительности химико-термической (цементации и нитроцементации) и термической обработок на механизм и интенсивность контактного изнашивания карбидных и карбонитридных слоев конструкционных низколегированных сталей 40X и 35XГСА.

Объекты и методики исследований

Объектом исследований являлись поверхностные слои конструкционных низколегированных сталей 40X и 35XГСА. Упрочнение поверхности осуществлялось путем проведения цементации и нитроцементации при температуре 920 °С в древесно-угольном карбюризаторе с длительностью активного насыщения 8 и 12 часов. Термическая обработка заключалась в закалке образцов с температуры 860 °С с охлаждением в масле и последующем низком отпуске при температуре 200 °С. Для исследования влияния остаточного аустенита на свойства упрочненных слоев сталей 40X и 35XГСА часть партий образцов после закалки подвергалась обработке холодом в жидком азоте (-196 °С). Модификацию древесно-угольного карбюризатора осуществляли добавками карбамида $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$ и карбоната бария BaCO_3 . Металлографические исследования проводили в соответствии с ГОСТ 8233 на оптическом микроскопе Метам-РВ22, производства ОАО «ЛОМО» (Россия) и сканирующем электронном микроскопе «Vega II» LSH фирмы Tescan (Чехия). Травление микрошлифов проводилось в 1–3%-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Измерение распределения микротвердости по толщине упрочненных слоев проводилось по ГОСТ 9450 на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 2Н.

Интенсивность накопления усталостных повреждений в поверхностном слое образцов при многократном контактном воздействии на материал исследовали на установке для испытаний на контактную усталость и износ [2]. Установка обеспечивает контактное нагружение без проскальзывания торцевой поверхности плоской части образца за счет его взаимодействия с рабочей поверхностью подпружиненного дискового контртела, моделируя условия, максимально приближенные к работе холодновысадочного инструмента. Величина напряжений определяются площадкой контакта и регулируются в соответствии с характеристикой пружины. Площадка контакта формируется толщиной испытуемой поверхности образца и шириной дискового контртела. Конструкция образцов позволяет проводить полировку боковых поверхностей для регистрации глубины лунки износа, а также механизма разрушения в зоне контакта на любой стадии исследований. Для полного моделирования условия работы пуансонов образцы перед каждым контактом с контртелом окунаются в смазочно-охлаждающую жидкость, применяемую при изготовлении метизной продукции.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследование напряженно-деформированного состояния рабочей поверхности экспериментальных образцов показало, что при воздействии на поверхность материала контактных напряжений 1300 МПа максимальные эквивалентные и касательные напряжения составили 1270 и 500 МПа соответственно [3]. Для этих граничных условий получено семейство кривых, отражающих зависимость износа (глубина лунки) материала от числа циклов нагружения пульсирующей нагрузкой 1300 ± 20 МПа. Регистрацию значений прекращали в момент достижения глубины лунки износа 0,6 мм или при 30 тысячах циклов нагружения. Первый параметр соответствует предельному допуску на изготовление штампового инструмента, второй — соответствует 5–10 часам непрерывной работы штампового автомата при частоте 60–120 ударов в минуту.

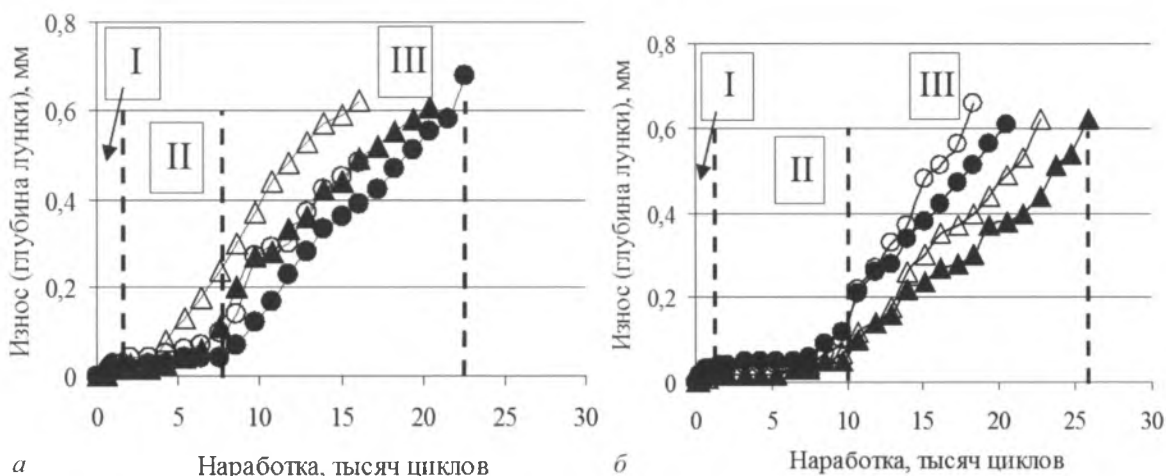


Рис. 1. Кривые контактного износа партий образцов из стали 35ХГСА, упрочненные в течение:
а — 8 часов, *б* — 12 часов

- — нитроцементация, ○ — нитроцементация с криогенной обработкой,
- ▲ — цементация, Δ — цементация с криогенной обработкой;
- I, II, III — этапы изнашивания

Кривые износа слоев стали 35ХГСА, упрочненных в течение 8-ми часов, имеют классический вид с тремя этапами изнашивания (рис. 1 *а*) [4].

Первый этап, длительность которого не превышает 1000 циклов нагружения, характеризуется приработкой контактных поверхностей пары «образец — дисковое контртело». Приработка пары заключается в уменьшении радиуса скругления полоски контакта, первоначальная геометрия которой представляет собой цилиндрическую поверхность контртела и плоскую поверхность образца. Механизм изнашивания на первом этапе сопровождается протеканием наклепа и интенсивной пластической деформацией боковых граней образца в направлении прокатывания дискового контртела с образованием заусенца (рис. 2 *а*). В объеме трансформированного металла появляются линии скольжения, количество которых увеличивается по мере возрастания периода испытаний образцов. Зоны локализации структурных изменений находятся в окрестности границ лунки износа, где касательные напряжения достигают своих максимальных значений в подповерхностном слое [3]. Как следует из исследований, проведенных в работах [5, 6], в указанных зонах протекает микропластическая деформация вблизи структурных концентраторов напряжений и динамическое деформационное старение твердого раствора упрочненного слоя. В исследованном случае, оба этих процесса протекают активно, что приводит к выделению цементитных включений вдоль линий скольжения (рис. 2 *б*). Удаление заусенца при помощи полировки приводит к открытию внутренних слоев материала, в которых расположены подповерхностные трещины (рис. 2 *в*). Форма трещин имеет серповидную траекторию с направлением их роста от поверхности к сердцевине. Контактная поверх-

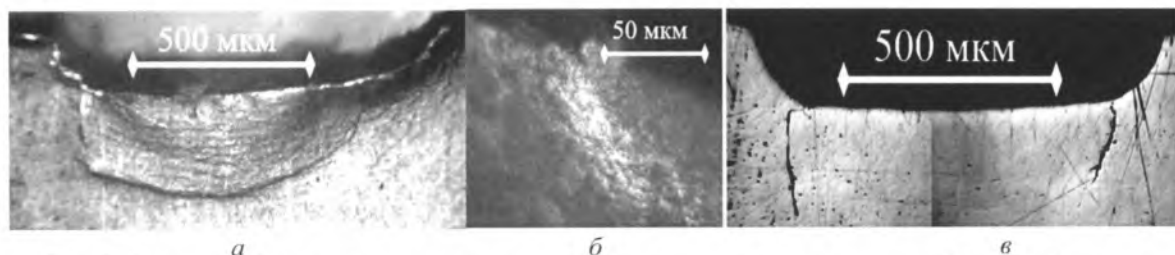


Рис. 2. Заусенец (*а*), цементитные выделения (*б*) и трещины (*в*) на момент наработки 400 циклов нагружения образцов из стали 35ХГСА после 8-ми часового диффузионного упрочнения, закалки и отпуска (200 °С)

ность лунки износа, в большинстве случаев, представляет собой гладкую и ровную поверхность. Величина износа, измеренная по центральному сечению полоски контакта, на данном этапе не превышает 0,03 мм (рис. 1 а).

Второй этап изнашивания характеризуется высокой износоустойчивостью поверхностных слоев и на кривых износа представлен пологим участком с минимальным приростом величины износа, а в некоторых случаях с отсутствием такового. Длительность данного этапа достигает до 6–7,5 тысяч циклов нагружения. Под воздействием циклических нагрузок в материале продолжается процесс наклепа и образование зон макропластических деформаций. Скопление дислокаций в указанных зонах ускоряет процесс поступления к ним атомов углерода, прочность связей которых с дислокациями выше, чем в карбидной фазе и происходит ее перераспределение [6]. Мелкие карбиды, преимущественно цементитного типа, растворяются в мартенсите, часть углерода которого диффузионным путем переходит к зонам микротекучести, способствуя образованию в них частиц вторичных карбидов, что приводит к появлению линий, а в дальнейшем и ступенек скольжения. Указанные структурные изменения способствуют образованию и развитию трещин контактной усталости (рис. 3 а). Исследование дефекта при больших увеличениях позволило обнаружить многочисленные ответвления мелких трещин от берегов основного дефекта. В окрестности трещин выявлены микрообъемы остаточного аустенита, не затронутого динамическим старением (рис. 3 б). Основные микроразрушения зафиксированы в более темных областях сплава, преимущественно мартенситного строения. Данное обстоятельство связано с более высокой хрупкостью α -фазы по отношению к соседним областям с остаточным аустенитом. Его динамическое старение также протекает в поверхностном слое и наиболее интенсивно локализуется в зонах микропластического течения металла у острия трещины в момент ее продвижения [7–9]. В итоге упругая энергия трещины, за счет фазового превращения остаточного аустенита, на первом этапе рассеивается. Зона перегрузки материала локализуется в окрестности вторичных включений. Их границы с материалом матрицы становятся источниками зарождения и роста трещин контактной усталости [10–12]. Размеры вновь образованных микротрещин соизмеримы с блоками мартенситной фазы (рис. 3 б). Траектория трещины способна изменяться при встрече с зерном остаточного аустенита. Это свидетельствует об изменении баланса между энергией запасаемой трещиной и работой, которую необходимо совершать для преодоления аустенитной области. Таким образом, в соответствии с моделью Зинера-Стро-Петча, описывающей разрушения материала, вследствие накопления дислокационных нагромождений у препятствия, этим внутрикristаллическим препятствием является именно зерно остаточного аустенита [10]. Выявленный механизм подтверждает выводы, сделанные в работах [13, 14], о повышении сопротивления материала поверхностного слоя к продвижению в нем трещин в случае присутствия в структуре равномерно распределенных мелких аустенитных зерен.

В завершающей фазе второго этапа изнашивания происходит накопление, рост и объединение трещин контактной усталости в претерпевшем пластическую деформацию сплаве. Это приводит к отслаиванию и удалению частиц металла. В результате на контактной поверхности образца появляются питтинги (рис. 3 в и г). Процесс изнашивания ускоряется. В некоторых случаях, образованный пластической деформацией заусенец, скалывается. Его границы значительно удалены от фронтальной границы полоски контакта к центру образца (рис. 3 д). Отделение заусенца приводит к уменьшению площадки контакта на рабочей поверхности образца, что провоцирует увеличение удельной нагрузки. На кривых износа (рис. 1 а) это отражается резким увеличением глубины лунки, которое совпадает с началом третьего этапа изнашивания.

Он продолжается до 20–22,5 тысяч циклов. Разрушение материала сопровождается по-

стоянным удалением как мелких, так и достаточно крупных объемов металла (рис. 4 а). В случае достижения глубины лунки износа границы между слоем с заэвтектоидным строением и переходной зоной образуются трещины. Их распространение вглубь металла сопровождается скалыванием крупных объемов наружного слоя, имеющего заэвтектоидную структуру (рис. 4 б).

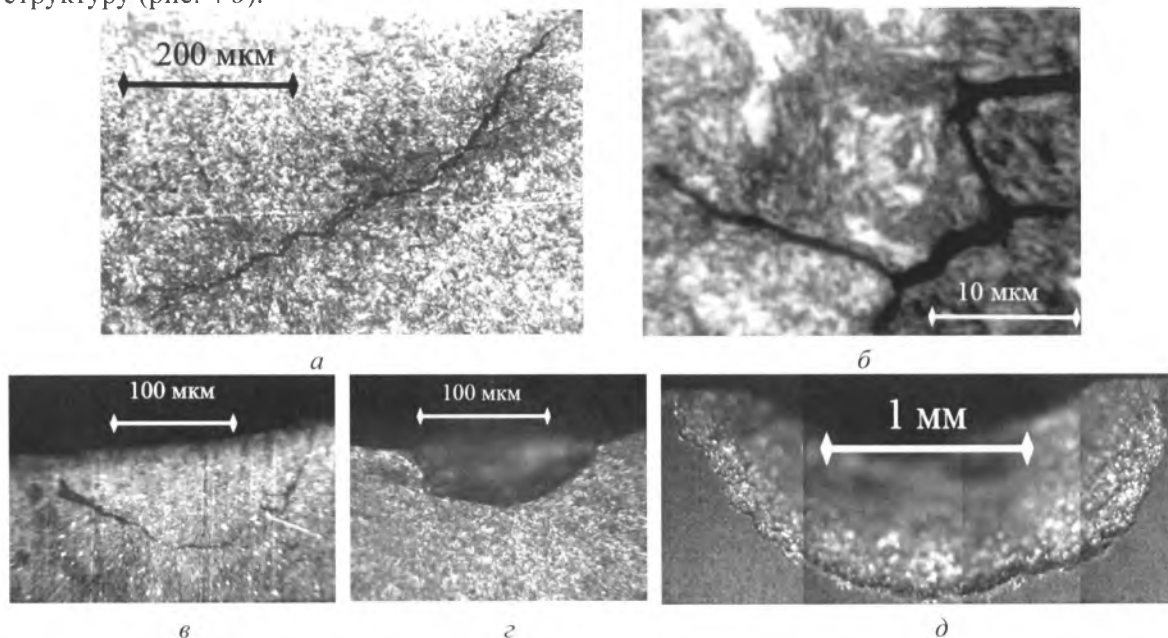


Рис. 3. Структурные изменения на 2 этапе изнашивания образцов из стали 35ХГСА после 8-ми часового диффузионного упрочнения, закалки и отпуска (200 °С)

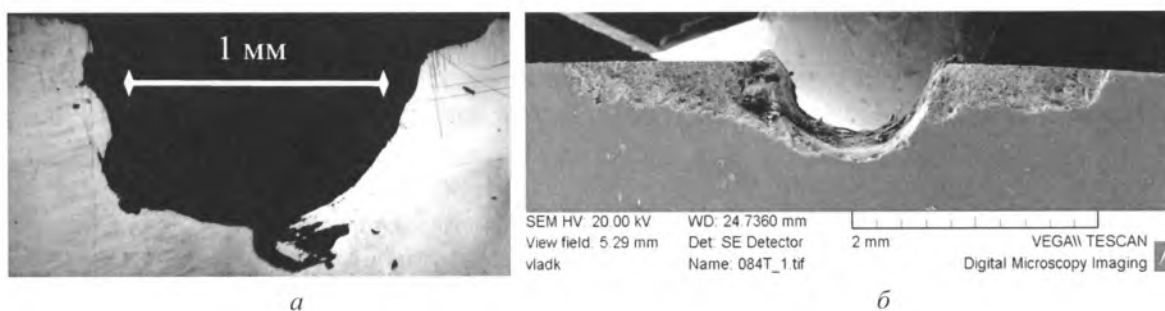


Рис. 4. Структурные изменения на 3 этапе изнашивания образцов из стали 35ХГСА после 8-ми часового диффузионного упрочнения, закалки и отпуска (200 °С)

Проведение цементации или нитроцементации, а также применение криогенной обработки после закалки, не оказало существенных различий в износоустойчивости карбидных и карбонитридных слоев стали 35ХГСА (рис. 1 а).

На рис. 1 б приведены кривые износа поверхностных слоев стали 35ХГСА, полученных при диффузионном насыщении в течение 12-ти часов. Как и у слоев с 8-ми часовым насыщением поверхности, этап приработки продолжается до 1000 циклов нагружения с достижением глубины лунки 0,02–0,03 мм. Повышение продолжительности цементации (нитроцементации) с 8-ми до 12-ти часов привело к возрастанию концентрации углерода, а соответственно, и количества остаточного аустенита в поверхностных слоях [15]. Наличие в структуре слоя остаточного аустенита приводит к увеличению периода прецизионной стойкости до 7,5–10 тысяч циклов за счет демпфирующей способности γ -фазы [10, 14] (рис. 1 б).

Максимальной износоустойчивостью обладают карбидные слои. Достижение предельно-

го износа (0,6 мм) соответствует 26 тысячам циклов наработки образцов. У карбонитридных слоев этот показатель составил 20 тысяч циклов. Применение после закалки криогенной обработки не отразилось на стойкости карбидных и карбонитридных слоев стали 35ХГСА после 12-ти часового диффузионного воздействия. Механизм их изнашивания идентичен слоям стали 35ХГСА с 8-ми часовой химико-термической обработкой.

Кривые контактного износа упрочненных слоев из стали 40Х, полученных при длительности насыщения 8 часов (рис. 5 а), соответствует классическому закону изнашивания. Первый этап — приработка — завершается в течение 1000 циклов и формированием лунки глубиной не более 0,03 мм. Отличием упрочненных слоев стали 40Х является увеличенная наработка образцов на втором этапе изнашивания. Максимальной стойкостью обладает слой, сформированный после 8-ми часовой цементации. Длительность второго этапа испытаний, на котором контактная поверхность образца сохраняла свои геометрические размеры, составила 12–14 тысяч. Стойкость карбонитридных слоев характеризуется близкими показателями. При этом общая стойкость цементованных слоев, с достижением глубины лунки износа 0,6 мм, значительно превысила нитроцементованные и составила 26–30 тысяч против 21,5–26 тысяч циклов соответственно. Влияние криогенной обработки после закалки не отразилось на сопротивлении всех слоев к контактному износу. Механизм изнашивания аналогичен слоям, полученным на стали 35ХГСА с 8-ми и 12-ти часовым диффузионным упрочнением (рис. 2 и 3).

Увеличение длительности диффузионного насыщения стали 40Х с 8-ми до 12-ти часов привело к изменению закономерности изнашивания. На кривых износа практически отсутствует участок прецизионной стойкости (рис. 5 б). Его длительность не превышает 1000 циклов нагружения. Этап приработки, как и во всех выше описанных случаях, завершается после 1000 циклов воздействия пульсирующей нагрузки при достижении глубины лунки износа 0,03 мм. Начиная с 2 тысяч циклов, износ всех слоев интенсифицируется — прослеживается увеличение глубины лунки износа с равномерно возрастающей зависимостью. При достижении предельного износа (0,6 мм) наработка образцов составила 27–32,5 тысячи циклов (рис. 5 б).

Механизм изнашивания слоев стали 40Х после 12-ти часового насыщения сопровождается наклепом сплава, образованием тонких частиц металла и последующим их удалением с контактной поверхности лунки износа (рис. 6). Постоянное удаление мелких частиц материала

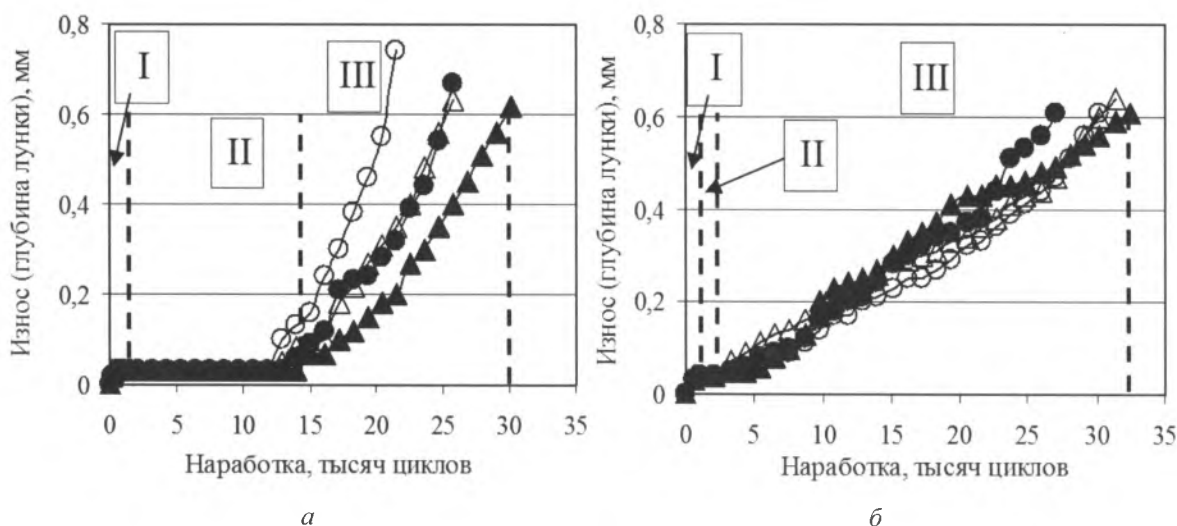


Рис. 5. Кривые контактного износа партий образцов из стали 40Х, упрочненные в течение:

а — 8 часов, *б* — 12 часов;

● — нитроцементация, ○ — нитроцементация с криогенной обработкой,

▲ — цементация, Δ — цементация с криогенной обработкой

I, II, III — этапы изнашивания

приводит к открытию новых объемов материала и процесс питтингообразования повторяется.

Схожие параметры износа и механизма изнашивания карбидных и карбонитридных слоев стали 40X после 12-ти часового насыщения имеют поверхностные слои инструментальной быстрорежущей стали Р6М5 при контактном напряжении 1280 МПа, упрочнение которых проводилось низкотемпературной нитроцементацией [16].

Параметры изнашивания всех слоев 35ХГСА, а также стали 40X с 8-ми часовым диффузионным упрочнением, на первом и втором этапе изнашивания близки к изнашиванию инструментальной стали Х12М, данные которой были получены авторами в работе [17], где показано, что длительность второго этапа изнашивания стали Х12М значительно превышает рассмотренных слоев конструкционных сталей 40X и 35ХГСА.

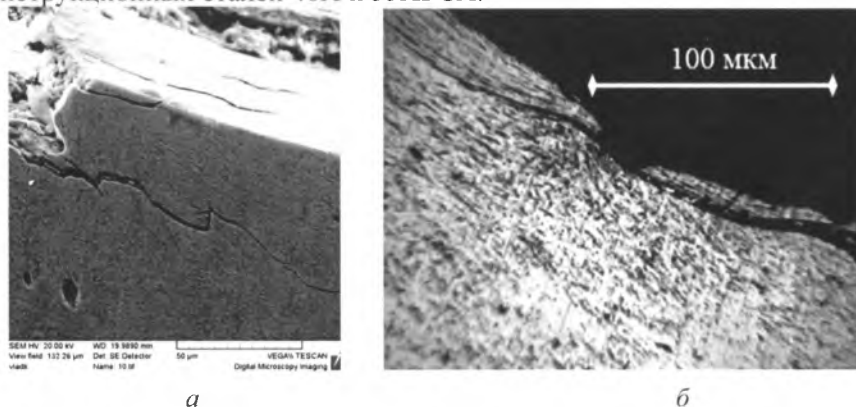


Рис. 6. Образование чешуек наклепанного металла на дне лунки образцов из стали 40X, подвергнутых 12-ти часовому диффузионному упрочнению, закалке и отпуску (200 °С)

Производственная апробация результатов исследований проводилась на ОАО «Гомельский завод литья и нормалей», (г. Гомель). Стойкость пуансонов, изготовленных из стали Х12М, на отделочных операциях головок винтов-саморезов и болтов с шестигранной головкой не превысила 3000 поковок. Разрушение инструмента происходило частичным сколом гравюры в области действия максимальных касательных и эквивалентных напряжений [18]. Проведенный анализ литературных данных [19, 20], а также изучение излома пуансона, привели к следующему выводу — под воздействием циклической нагрузки происходит пластическая деформация материала, приводящая к разрушению карбидов, которые содержатся в большом количестве в структуре высоколегированной стали Х12М. Разрушение рабочей поверхности инструмента происходит за счет продвижения микротрещины из тела карбида в металлическую матрицу.

Замена материала на стали 35ХГСА и 40X с упрочнением поверхностного слоя по режимам, отличающимся наиболее высокой стойкостью — 12-ти и 8-ми часовая цементация соответственно, позволила устранить причину низкой стойкости инструмента. Она возросла примерно в 3 раза.

Заключение

Изучены особенности контактного изнашивания карбидных и карбонитридных слоев конструкционных легированных сталей 40X и 35ХГСА, полученных при 8-ми и 12-ти часовой цементации и нитроцементации. Анализ полученных данных показал, что износоустойчивость карбидных слоев конструкционных легированных сталей 40X и 35ХГСА соизмерима с карбонитридными, а в некоторых случаях получены повышенные значения в стойкости карбидных слоев. Максимальной стойкостью обладают цементованные слои стали 35ХГСА после 12-ти часового и стали 40X после 8-ми часового насыщения. Их стойкость оказалась на уровне 10 и 14 тысяч циклов соответственно при воздействии на поверхность материалов контактным на-

пряжением 1300 МПа.

Полученные результаты исследований позволили разработать технологические рекомендации диффузионного упрочнения поверхности конструкционной низколегированной стали 35ХГСА, заключающиеся в проведении цементации в течение 12-ти часов, а также стали 40Х с 8-ми часовой цементацией при температуре 920 °С, последующей закалке в масле с температуры 860 °С и низким отпуске при температуре 200 °С. Они позволили произвести замену инструментальной стали Х12М с одновременным повышением стойкости отделочных пуансонов на ОАО «ГЗЛиН» в 2,7–3,2 раза.

Список используемых источников

1. *Конструкционные материалы: Справочник / Под ред. Б.Н. Арзамасова. — М.: Машиностроение, 1990. — 688 с.*
2. *Устройство испытания материалов на контактную усталость и износ: полезная модель 8260 Респ. Беларусь : МПК (2009) G 01 N 3/00 / И.Н. Степанкин, Е.П. Поздняков, В.М. Кенько, И.А. Панкратов, Л.В. Степанкина; дата публ.: 30.06.2012.*
3. *Поздняков, Е.П. Особенности контактного изнашивания диффузионно-упрочненных слоев экономно-легированных сталей / Е.П. Поздняков, И.Н. Степанкин // XXVI Международная инновационно-ориентированная конференция молодых ученых и студентов (МИКМУС-2014): материалы конференции (Москва, 17-19 декабря 2014 года) / М.: Изд-во ИМАШ РАН, 2014. — С. 255–259.*
4. *Карелин, Е.Н. Закономерности изнашивания зубьев зубчатых передач / Е.Н. Карелин, М.Э. Никифоров, А.В. Тугин // Успехи современного естествознания, 2012. — № 1. — С. 5–76.*
5. *Alfredsson, B. A Study on Contact Fatigue Mechanisms: Doctoral Thesis no. 44, 2000 / Alfredsson Bo. Department of Solid Mechanics Royal Institute of Technology, Stockholm, 2000. — 27 p.*
6. *Рыжов, Н.М. Технологическое обеспечение сопротивления контактной усталости цементуемых зубчатых колес из теплостойких сталей / Н.М. Рыжов // Металловедение и термическая обработка металлов, 2010. — № 6. — С. 39–45.*
7. *Кремнев, Л.С. Особенности разрушения инструментальных материалов / Л.С. Кремнев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1994. — № 4. — С. 17–22.*
8. *Гуляев, А.П. Сопротивление хрупкому разрушению / А.П. Гуляев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1992. — № 2. — С. 21–26.*
9. *Кремнев, Л.С. Критический коэффициент интенсивности напряжений и вязкость разрушения высокопрочных инструментальных материалов / Л.С. Кремнев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. — № 1. — С. 30–35.*
10. *Левин, В.А. Избранные нелинейные задачи механики разрушения / В.А. Левин, Е.М. Морозов, Ю.Г. Матвиенко. — М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. — 408 с.*
11. *Екобори, Т. Физика и механика разрушения и прочности твёрдых тел / Т. Екобори. — М.: Металлургия, 1971. — 264 с.*
12. *Иванов, А.С. О ревертированном аустените в цементованных слоях низкоуглеродистых мартенситных сталей / А.С. Иванов, М.В. Богданова, В.П. Вылежнев // Металловедение и термическая обработка металлов, 2015. — № 2. — С. 44–48.*
13. *Микроструктура упрочненных слоев высоконапряженных зубчатых колес из хромоникелевых сталей / С.П. Руденко [и др.] // Известия Национальной академии наук Беларуси, 2011. — № 1. — С. 11–17.*
14. *Макаров, А.В. Повышение износостойкости сплавов железа за счет создания метастабильных и нанокристаллических структур: автореф. дисс. ... докт. техн. наук : 23.12.2009 / А.В. Макаров; — Челябинск., 2009. — 48 с.*
15. *Самохоцкий, А.И. Технология термической обработки металлов / А.И. Самохоцкий,*

- Н.Г. Парфеновская. — 2-е изд., перераб. и доп. — М. : Машиностроение, 1976. — 311 с., ил.
16. Степанкин, И.Н. Стойкость холодновысадочной оснастки и методы её повышения / И.Н. Степанкин, В.М. Кенько. — Гомель : ГГТУ им. П.О. Сухого, 2014. — 197 с. : ил.
17. Степанкин, И.Н. Контактное изнашивание инструментальных сталей X12M, 9XC и У8А / И.Н. Степанкин, Е.П. Поздняков // Вестник ГГТУ им. П.О. Сухого, 2015. — № 3. — С. 19–24.
18. Степанкин, И.Н. К вопросу изготовления мелкогабаритного штампового инструмента из экономнолегированных сталей с диффузионным упрочнением поверхностного слоя / И.Н. Степанкин, Е.П. Поздняков // Кузнечно-штамповочное производство, 2015.— № 9. — С. 25–32.
19. Терентьев, В.Ф. Усталость металлов / В.Ф. Терентьев, С.А. Кораблева. — М.: Наука, 2015. — 480 с.
20. Almond, E.A. The influence of second phase particles on brittle fracture / E.A. Almond, D.H. Timbres, J.D. Emburry // 2nd International Conference on Fracture. — Brighton, 1969. — P. 253–265.

Статья поступила в редакцию 29.04.2016 г.